

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2004-84019

(P2004-84019A)

(43) 公開日 平成16年3月18日(2004.3.18)

(51) Int. Cl. ⁷	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00	C 2 2 C 38/00	3 O 1 A 4 K O 3 2
C 2 1 D 8/02	C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/12	C 2 2 C 38/12	
C 2 2 C 38/58	C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 13 頁)

(21) 出願番号	特願2002-247589 (P2002-247589)	(71) 出願人	000001258 J F E スチール株式会社 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(22) 出願日	平成14年8月27日 (2002.8.27)	(74) 代理人	100099531 弁理士 小林 英一
		(72) 発明者	林 透 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(72) 発明者	星野 俊幸 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		(72) 発明者	天野 虔一 岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 980MPa 超級非調質厚鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 高強度、高靱性の非調質厚鋼板およびその製造方法を提案する。

【解決手段】 C: 0.005 ~ 0.025 %、Si: 0.05 ~ 0.5 %、Mn: 1.5 ~ 3.0 %、Nb: 0.005 ~ 0.08 %、B: 0.0003 ~ 0.0050 % を含有する組成を有する鋼素材を、オーステナイト再結晶域における累積圧下率を30 % 以上、オーステナイト未再結晶域における累積圧下率を30 % 以上とし、 A_{r3} 変態点以上で圧延を終了する熱間圧延を施したのち、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却する。これにより、島状マルテンサイトを抑制し、面積率で90 % 以上のベイニティックフェライト相を含む組織となり、引張強さ: 980MPa 超え、破面遷移温度 $vTrs$: -20°C 以下の高強度高靱性の厚鋼板となる。なお、さらに、Cu、Ni、Cr、Ti、V、Mo のうち1種または2種以上、および/または、Ca、REM のうち1種または2種を含有してもよい。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項1】

mass %で、

C : 0.005 ~ 0.025 %、
%、

Si : 0.05 ~ 0.5

Mn : 1.5 ~ 3.0 %、
.08 %、

Nb : 0.005 ~ 0

B : 0.0003 ~ 0.0050 %

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物からなる組成と、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織を有し、引張強さ：980MPaを超え、破面遷移温度
vTrs：-20℃以下を有することを特徴とする高強度高靱性非調質厚鋼板。 10

【請求項2】

前記組成に加えてさらに、mass %で、Cu : 0.05 ~ 2.0 %、Ni : 0.05 ~ 2.0 %、Cr : 0.05 ~ 2.0 %、Ti : 0.003 ~ 0.050 %、V : 0.003 ~ 0.080 %、Mo : 0.05 ~ 1.00 %のうちから選ばれた1種または2種以上、および/またはCa : 0.0003 ~ 0.0030 %、REM : 0.0003 ~ 0.010 %のうちから選ばれた1種又は2種を含有する組成とすることを特徴とする請求項1に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板。

【請求項3】

前記組成に加えてさらに、mass %で、Al : 0.01 ~ 0.08 %を含有する組成と
することを特徴とする請求項1または2に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板。 20

【請求項4】

mass %で、

C : 0.005 ~ 0.025 %、

Si : 0.05 ~ 0.5 %、

Mn : 1.5 ~ 3.0 %、

Nb : 0.005 ~ 0.08 %、

B : 0.0003 ~ 0.0050 %

を含有する組成を有する鋼素材を、1100℃~1350℃に加熱した後、950 ~ 1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、950℃未満Ar₃変態点以上の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度をAr₃変態点以上とする熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、冷却速度：20℃/s以上で冷却することを特徴とする引張強さ：980MPaを超え、破面遷移温度vTrs：-20℃以下を有する高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。 30

【請求項5】

前記組成に加えてさらに、mass %で、Cu : 0.05 ~ 2.0 %、Ni : 0.05 ~ 2.0 %、Cr : 0.05 ~ 2.0 %、Ti : 0.003 ~ 0.050 %、V : 0.003 ~ 0.080 %、Mo : 0.05 ~ 1.00 %のうちから選ばれた1種または2種以上および/またはCa : 0.0003 ~ 0.0030 %、REM : 0.0003 ~ 0.010 %のうちから選ばれた1種または2種を含有する組成とすることを特徴とする請求項4に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。

【請求項6】

前記組成に加えてさらに、mass %で、Al : 0.01 ~ 0.08 %を含有する組成と
することを特徴とする請求項4または5に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。 40

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、非調質厚鋼板に係り、とくに造船、橋梁、建設機械、産業機械、ペンストック等に用いて好適な、980MPa超の引張強さと高靱性を有する980MPa超級非調質厚鋼板に関する。

【0002】

【従来の技術】

従来、引張強さ（TS）980MPa級以上の厚鋼板は、高強度と高靱性をバランス良く確保するため、調質処理を施されて製造されていた。調質処理は、高強度で高靱性の優れた特性を有する製品を安定して製造できるという利点はあるが、調質処理を施された鋼板は、圧延のままの非調質鋼板と比較して、長い製造期間を要するうえ、980MPaを超える高強度を確保するために合金元素を多量に添加していた。このため、耐溶接割れ性が低下し、溶接時に50℃以上の予熱を行う必要があるという問題があった。

【0003】

このような問題に対し、調質処理を行なうことなく、非調質（圧延まま）で高強度厚鋼板を製造しようとする試みがある。例えば、特開平6-93332号公報には、適正組成を有する鋼素材に制御圧延と加速冷却とを組み合わせることで、組織をベイナイト主体の組織とするとともに、加速冷却途中の、580～450℃の温度域で等温保持あるいは該温度域を0.5℃/s以下の冷却速度で徐冷して、組織中の島状マルテンサイトを分解し、優れた溶接性と優れた低温靱性を有する厚鋼板とする非調質厚鋼板の製造方法が記載されている。

【0004】

しかし、この特開平6-93332号公報に記載された方法では、制御圧延-加速冷却で導入された転位が、等温保持あるいは徐冷中に回復するため、溶接性には優れるが、980MPa以上の引張強さを確保することが困難となるという問題があった。

また、例えば、特開平10-152749号公報、特開平11-71640号公報には、引張強さ：980MPa以上の高強度を有する厚鋼板を非調質で製造する方法が記載されている。特開平10-152749号公報、特開平11-71640号公報に記載された技術では、靱性向上を目的として極低炭素化した組成としたうえで、冷却途中あるいは冷却後にTiNあるいはV(C、N)を析出させて、強度増加を図っている。しかし、析出強化を利用した強化方法は、母材靱性の劣化が著しいため、機械構造部品などの靱性要求が比較的厳しくない場合は適用可能であるが、厚鋼板におけるように厳しい靱性要求がある場合には、問題を残していた。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、非調質で、引張強さ：980MPa超級の高強度と、シャルピー衝撃試験における破面遷移温度 vT_{rs} が-20℃以下という高靱性と、を有する高強度高靱性非調質厚鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。なお、本発明でいう「厚鋼板」とは板厚6mm以上の鋼板をいうものとする。

【0006】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記した課題を達成するために、TS：980MPa超の非調質高強度鋼板の靱性に及ぼす組織の影響について鋭意検討した。その結果、合金元素を多量含有することなく、TS：980MPa超の高強度で、 vT_{rs} が-20℃以下という高靱性を確保するためには、硬質の島状マルテンサイトの生成を抑制するとともに、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織とすることが肝要であることを見出した。

【0007】

島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しやすく、ここが破壊の起点となり、靱性が低下しやすい。したがって、厚鋼板で高靱性を確保するためには、島状マルテンサイトの生成を抑制することが肝要となる。

島状マルテンサイトの生成には、変態時にベイニティックフェライト中に固溶できないC（炭素）がオーステナイト（未変態）中に吐き出されること、および冷却速度が速くマルテンサイト変態開始温度（Ms点）以下に冷却されること、が必要となる。

【0008】

島状マルテンサイトの生成を抑制するためには、熱間圧延後の冷却速度を遅くし、未変態オーステナイトをマルテンサイト変態させないことが、まず考えられる。しかし、熱間圧延後の冷却速度を遅くすることは、強度の低下を生じるため、合金元素を増量し、所定の

高強度を確保する必要があるが、溶接性が劣化することになる。

【0009】

そこで、本発明者らは島状マルテンサイトの生成を抑制するために、更なる検討を行った。その結果、熱間圧延後の冷却速度を高い冷却速度に維持したままで島状マルテンサイトの生成を抑制するにはC含有量をフェライトの固溶限内である0.02mass%以下とするあるいはわずかな島状マルテンサイト生成は許容範囲であるためCを0.025mass%以下とする、すなわち極低碳素系とすることが、効果的であることに想到した。なお、このような場合には、生成する組織は、面積率で90%以上がベイニティックフェライトと称されるベイナイト組織となる。

【0010】

本発明でいう「ベイニティックフェライト」とは、ラスはあるが、炭化物はない束状組織（ただし初期オーステナイト粒界が残存する）（Sheaf-like with laths but no carbide: conserving the priority-gain boundary）（鋼のベイナイト写真集-I：日本鉄鋼協会ベイナイト調査研究部会、（1992）4）をいうものとする。

【0011】

本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は次のとおりである。

(1) mass%で、C:0.005~0.025%、Si:0.05~0.5%、Mn:1.5~3.0%、Nb:0.005~0.08%、B:0.0003~0.0050%を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、面積率で、90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織を有し、引張強さ:980MPaを超え、破面遷移温度 $vTrs$: $-20^{\circ}C$ 以下を有することを特徴とする高強度高韌性非調質厚鋼板。

(2) (1)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、Ti:0.003~0.050%、V:0.003~0.080%、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上、および/またはCa:0.0003~0.0030%、REM:0.0003~0.010%のうちから選ばれた1種又は2種を含有する組成とすることを特徴とする高強度高韌性非調質厚鋼板。

(3) (1)または(2)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする高強度高韌性非調質厚鋼板。

(4) mass%で、C:0.005~0.025%、Si:0.05~0.5%、Mn:1.5~3.0%、Nb:0.005~0.08%、B:0.0003~0.0050%を含有する組成を有する鋼素材を、 $1100^{\circ}C$ ~ $1350^{\circ}C$ に加熱した後、 $950^{\circ}C$ ~ $1250^{\circ}C$ の温度域における累積圧下率を30%以上、 $950^{\circ}C$ 未満 A_{r3} 変態点以上の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、冷却速度: $20^{\circ}C/s$ 以上で冷却することを特徴とする引張強さ:980MPaを超え、破面遷移温度 $vTrs$: $-20^{\circ}C$ 以下を有する高強度高韌性非調質厚鋼板の製造方法。

(5) (4)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、Ti:0.003~0.050%、V:0.003~0.080%、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上および/またはCa:0.0003~0.0030%、REM:0.0003~0.010%のうちから選ばれた1種または2種を含有する組成とすることを特徴とする高強度高韌性非調質厚鋼板の製造方法。

(6) (4)または(5)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする高強度高韌性非調質厚鋼板の製造方法。

【0012】

【発明の実施の形態】

まず、本発明の厚鋼板の組成限定理由について説明する。以下、組成におけるmass%は単に%と記す。

C: 0.005 ~ 0.025 %、

Cは、鋼の強度を増加させる元素であり、本発明では所定の強度を確保するために0.005%以上の含有を必要とするが、0.025%を超えると島状マルテンサイトの生成が顕著となり、靱性が劣化する。このため、Cは0.005 ~ 0.025%に限定した。なお、好ましくはフェライト固溶限内である0.020%以下である。

【0013】

Si: 0.05 ~ 0.5 %

Siは、脱酸剤として作用する元素であり、本発明では製鋼上0.05%以上の含有を必要とするが、0.5%を超えて含有すると、靱性を劣化させる。このため、Siは0.05 ~ 0.5%の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.2 ~ 0.4%である。

Mn: 1.5 ~ 3.0 %

Mnは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の引張強さを980MPa超えとするため、および組織をベイニティックフェライト組織とするために、1.5%以上の含有を必要とする。一方、3.0%を超える含有は、溶接部の靱性を著しく劣化させる。このようなことから、Mnは1.5 ~ 3.0%の範囲に限定した。なお、好ましくは1.5 ~ 2.2%である。

【0014】

Nb: 0.005 ~ 0.08 %、

Nbは、組織をベイニティックフェライトとする作用を有し、このために0.005%以上の含有を必要とする。一方、0.08%を超えて含有すると、溶接熱影響部の靱性が劣化する。このため、Nbは0.005 ~ 0.08%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.015 ~ 0.035%である。

【0015】

B: 0.0003 ~ 0.0050 %

Bは、ベイナイト変態開始温度を低下させて、鋼の高強度化に寄与する元素である。このような効果を得るために0.0003%以上の含有を必要とするが、一方、0.0050%を超えて含有すると、鋼が著しく硬化して靱性の劣化を招く怖れがある。このため、Bは0.0003 ~ 0.0050%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.0010 ~ 0.0025%である。

【0016】

以上が基本成分であるが、これら成分に加えてさらに、下記成分を選択して含有することができる。

Cu: 0.05 ~ 2.0 %、Ni: 0.05 ~ 2.0 %、Cr: 0.05 ~ 2.0 %、Ti: 0.003 ~ 0.050 %、V: 0.003 ~ 0.080 %、Mo: 0.05 ~ 1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上

Cu、Ni、Cr、Ti、V、Moは、いずれも、鋼の強度上昇に寄与する元素であり、必要に応じ単独あるいは複合して含有できる。

【0017】

Cuは、固溶強化および析出強化により鋼の強度を上昇させる有効な元素である。本発明では含有する場合、0.05%以上含有することが好ましいが、2.0%を超えて含有すると、靱性が劣化する。このため、Cuは0.05 ~ 2.0%に限定することが好ましい。

Niは、母材靱性を保ちつつ強度を増加できる有効な元素である。本発明では含有する場合、0.05%以上含有することが好ましいが、2.0%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、コスト的に不利となる。このため、Niは0.05 ~ 2.0%の範囲に限定することが好ましい。

【0018】

Crは、鋼の強度を上昇させる有効な元素であり、またベイナイト変態開始温度を低下させベイニティックフェライト組織の生成を促進させる作用も有している。本発明では含有する場合、このような効果を得るために0.05%以上含有することが好ましいが、2.0%を超えて含有すると靱性が劣化する。このため、Crは0.05～2.0%の範囲に限定することが好ましい。

【0019】

Tiは、Ti(CN)として析出強化により強度を上昇させる元素であり、また、初期オーステナイト粒径を微細化し靱性の向上にも有効に作用する。本発明では含有する場合、このような効果を得るために0.003%以上含有することが好ましい。一方、0.050%を超えて含有すると、Ti(CN)粒子が粗大化し、所望の効果が得られなくなる。このようなことから、Tiは0.003～0.050%の範囲に限定することが好ましい。

10

【0020】

Vは、V(CN)として析出強化により強度上昇に有利に作用する元素であり、このような効果を得るためには0.003%以上含有することが好ましい。一方、0.080%を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Vは0.003～0.080%の範囲に限定することが好ましい。

Moは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の高強度化に有効に作用する。本発明では含有する場合、このような効果を得るために、0.05%以上含有することが好ましい。一方、1.00%を超える含有は、靱性に悪影響を与える。このため、Moは0.05～1.00%の範囲に限定することが好ましい。

20

【0021】

本発明では、上記した成分に加えて、さらに、Ca:0.0003～0.0030%、REM:0.0003～0.010%のうちから選ばれた1種または2種を含有できる。

Ca、REMは、いずれも介在物の形態制御を介して溶接熱影響部(HAZ)靱性を向上させる作用を有している。

Caは、0.0003%以上の含有で、介在物の形態制御によりS、Oとのバランスを適切に選択することでHAZ靱性を向上させる。一方、0.0030%を超えて含有しても、その効果が飽和する。このため、Caは0.0003～0.0030%の範囲に限定することが好ましい。

30

【0022】

REMは、REM(O,S)を形成してHAZ靱性を向上させる。このような効果は、0.0003%以上の含有で認められるが、0.010%を超えて含有しても、その効果が飽和する。このため、REMは0.0003～0.010%に限定することが好ましい。

本発明では、上記した成分に加えて、さらに、Al:0.01～0.08%を含有できる。Alで脱酸せず、SiおよびMnで脱酸すると大入熱溶接を行った場合のHAZ靱性が良好となるため、必ずしもAlの含有は必要としない。

【0023】

Alは、脱酸剤として作用し、このためには0.01%以上含有することが好ましいが、0.08%を超えて含有すると、母材の靱性を低下させるとともに、溶接金属部への希釈によって溶接金属部の靱性を劣化させる。このため、Alは0.01～0.08%の範囲に限定することが好ましい。なお、より好ましくは、0.02～0.04%である。

40

【0024】

なお、上記した組成範囲としたうえで、さらに溶接性の観点からPcm値を0.25%以下とすることが好ましい。Pcm値は次(1)式

$$P_{cm} = C + 1/30Si + 1/20Mn + 1/20Cu + 1/60Ni + 1/20Cr + 1/15Mo + 1/10V + 5B$$

..... (1)

50

ここで、C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B; 各元素の含有量 (mass %)

で定義される値である。

【0025】

ついで、本発明の厚鋼板の組織限定理由について説明する。

本発明では、厚鋼板の組織を、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織とする。ベイニティックフェライトは剪断変態的に変態が起こるため、組織の粗大化が起こりにくく、高靱性を確保しやすい。なお、ベイニティックフェライト相のパケットサイズは、20 μm 以下とすることが好ましい。なお、本発明では、グラニューベイニティックフェライトの生成を抑制することが好ましい。グラニューベイニティックフェライトは、拡散変態が主となり組織の粗大化が起こり、靱性が劣化する。

10

【0026】

ここでいう「グラニューベイニティックフェライト」とは、粒状のベイナイト組織で転位密度の高いサブ組織を有するもの（ただし、ラスがほとんど残らないほど回復している組織（鋼のベイナイト写真集-I：日本鉄鋼協会ベイナイト調査研究部会、（1992）4. 参照）をいう。

ベイニティックフェライト相を主相とする組織にすることにより、非調質でも高強度で高靱性の厚鋼板が得られる。ベイニティックフェライト相が面積率で90%未満では、高強度で高靱性を有する厚鋼板が得にくくなる。また、高靱性を確保するためには、ベイニティックフェライト相のパケットサイズは20 μm 以下と、微細化することが好ましい。パケットサイズが20 μm を超えると、粗大組織となるため、高靱性が得にくくなる。

20

【0027】

なお、ベイニティックフェライトのパケットとは、幅0.2 μm 、長さ10 μm 程度のラスと呼ばれる組織が平行に集合した組織を指す。パケットサイズは、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡観察により得たパケット粒径をトレースして画像解析により求めるものとする。

また、島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しやすく、ここが破壊の起点となりやすく、靱性を劣化させる。本発明では、厚鋼板の組織中に島状マルテンサイトを生成させないか、あるいは生成しても面積率で2%以下に低減する。

30

【0028】

本発明では、上記した以外の相については、その種類、含有量をとくに限定しないが、面積率で8%以下までのグラニューベイニティックフェライト相が許容できる。

次に、本発明の厚鋼板の製造方法について説明する。

まず、上記した組成の溶鋼を、転炉等の、通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の通常公知の鋳造方法で鋼素材（スラブ）とする。

【0029】

ついで、鋼素材を、1100～1350℃の温度範囲に加熱し、鋼素材を完全にオーステナイト化する。加熱温度が1100℃未満では、その後の十分な再結晶圧延ができなくなる。一方、加熱温度が1350℃を超えると、結晶粒が粗大化するうえ、酸化ロスが顕著となり歩留が低下する。

40

加熱後、熱間圧延を行うが、本発明の製造方法では、950～1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、950℃未満～ A_{r3} 変態点の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度を A_{r3} 変態点以上とする熱間圧延を施すことが好ましい。

【0030】

本発明では、オーステナイト再結晶温度域である、950～1250℃の温度域における累積圧下率が30%以上の圧延を行い、オーステナイトを十分に再結晶させ結晶粒を微細化する。累積圧下率が30%未満では、圧下量が不足して、十分なオーステナイト粒の微細化が達成できない。予め、オーステナイト粒を微細化しておくことが、その後の変態

50

により生成される組織の微細化に有効であり、最終的に得られる鋼板の靱性を向上させる。さらに、Tiを含有し、TiNの分散が可能な組成とすると、オーステナイト粒の微細化には一層有利となる。

【0031】

ついで、本発明では、オーステナイト未再結晶域である、950℃未満 A_{r3} 変態点以上の温度域で累積圧下率が30%以上の熱間圧延を行う。オーステナイト未再結晶域で累積圧下率30%以上の圧延を行うことにより、オーステナイト結晶粒界の面積を幾何学的に増大させ、かつ、圧延による歪エネルギーを蓄積させることができる。これにより、オーステナイト粒界およびオーステナイト粒内からのベイナイト変態を促進させる。オーステナイト未再結晶域での強加工と、オーステナイト再結晶域での強加工によるオーステナイト微細化との相乗効果により、生成するベイナイトはパケットサイズが小さいベイナイトとなる。これにより、良好な母材靱性が確保できる。

10

【0032】

なお、熱間圧延は A_{r3} 変態点以上の圧延終了温度で熱間圧延を終了する。熱間圧延の圧延終了温度が A_{r3} 変態点未満では、フェライトを圧延することになりセパレーションが発生し靱性が極端に低下する。

熱間圧延終了後、鋼板を冷却速度：20℃/s以上で、好ましくは400℃以下まで冷却する。冷却速度が20℃/s未満では、上記した成分範囲の鋼板では強度が低下し、所望の強度を確保できなくなる。このようなことから、980MPa以上の引張強さと高靱性、さらには優れた溶接性を兼ね備えるために、圧延終了後の冷却速度は20℃/s以上とすることが好ましい。なお、冷却速度の上限はとくに規定しない。なお、強度確保の観点から冷却停止温度は400℃以下とすることが好ましい。

20

【0033】

【実施例】

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法で鋼素材（スラブ：板厚219～40mm）とした。これらスラブ（鋼素材）を、表2に示す加熱、圧延、冷却条件で、板厚15～35mmの厚鋼板とした。

得られた厚鋼板について、板厚1/4tから引張試験片およびシャルピー衝撃試験片を採取し、引張特性および靱性を調査した。

【0034】

30

これらの鋼板について、微視組織、引張特性および靱性を調査した。

（1）微視組織

各鋼板から試験片を採取し、圧延方向に直角な方向（C方向）断面の板厚1/2t位置について、光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡により組織を撮像し、画像解析装置を用いて、組織種類の同定、および組織分率を測定した。

（2）引張特性

各鋼板の板厚1/4tからC方向にJIS 4号引張試験片を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠して、引張試験を実施し、降伏応力YS、引張強さTS、伸びEIを測定し、降伏比YRを算出した。

（3）靱性

40

各鋼板の板厚1/4tから、JIS Z 2202の規定に準拠してVノッチ試験片を採取し、JIS Z 2242の規定に準拠して、シャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度vTrsを求めた。

【0035】

得られた結果を、表3に示す。

【0036】

【表1】

鋼 No	化 学 成 分 (mass%)																
	C	Si	Mn	P	S	Nb	B	Al	Cu	Ni	Cr	Ti	V	Mo	Ca	REM	Pcm
A	0.020	0.42	2.80	0.01	0.0010	0.072	0.0030	---	---	---	---	---	---	---	---	---	0.19
B	0.020	0.38	2.80	0.01	0.0020	0.055	0.0033	---	---	---	---	---	---	---	---	---	0.18
C	0.020	0.38	2.90	0.01	0.0020	0.046	0.0041	---	---	---	---	---	---	---	---	---	0.20
D	0.021	0.23	2.27	0.009	0.0015	0.040	0.0020	0.034	0.70	0.85	0.51	0.013	---	0.40	---	---	0.25
E	0.018	0.26	2.21	0.010	0.0020	0.045	0.0019	0.039	0.56	0.97	0.51	0.011	---	---	---	---	0.22
F	0.017	0.21	2.10	0.008	0.0016	0.042	0.0024	---	0.68	0.79	0.49	0.011	---	0.49	---	---	0.25
G	0.020	0.29	2.21	0.010	0.0015	0.048	0.0018	0.032	0.67	---	0.51	0.005	---	0.48	0.002	0.006	0.24
H	0.024	0.28	2.50	0.011	0.0017	0.047	0.0018	0.037	0.46	---	0.48	0.010	---	0.55	---	---	0.25
I	0.016	0.24	2.11	0.011	0.0015	0.040	0.0019	0.032	0.63	0.77	0.51	---	---	0.46	---	---	0.24
J	0.020	0.28	1.95	0.010	0.0017	0.049	0.0025	0.034	0.55	0.84	0.50	0.011	---	---	0.002	---	0.21
K	0.019	0.26	2.11	0.011	0.0016	0.040	0.0021	0.039	0.52	0.65	0.53	0.011	---	0.44	---	---	0.24
L	0.017	0.23	2.15	0.009	0.0017	0.036	0.0019	0.034	0.60	0.76	0.53	0.012	---	---	---	0.006	0.21
M	0.015	0.28	1.80	0.011	0.0016	0.044	0.0023	0.033	0.25	1.22	0.48	0.013	---	0.49	---	---	0.22
N	0.017	0.25	1.79	0.011	0.0017	0.042	0.0025	0.034	0.68	0.59	0.50	---	0.015	0.44	---	---	0.23
O	0.015	0.25	1.89	0.011	0.0016	0.046	0.0020	0.033	0.65	0.64	0.50	0.012	0.040	0.43	---	---	0.23
P	0.003	0.29	1.93	0.008	0.0017	0.043	0.0018	0.039	0.66	0.75	0.52	0.011	---	0.20	---	---	0.21
Q	0.040	0.23	1.83	0.011	0.0018	0.049	0.0023	0.033	0.47	0.80	0.52	0.012	---	0.31	---	0.004	0.23
R	0.020	0.23	1.30	0.010	0.0021	0.038	0.0019	0.037	0.46	0.55	0.50	0.013	---	0.49	0.005	---	0.19
S	0.021	0.29	3.53	0.010	0.0017	0.049	0.0022	0.032	0.52	0.92	0.51	0.012	---	0.31	---	---	0.31
T	0.017	0.28	2.01	0.010	0.0015	0.004	0.0022	0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38	---	---	0.24
U	0.020	0.23	2.11	0.010	0.0015	0.105	0.0022	0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38	---	---	0.25
V	0.019	0.25	2.12	0.010	0.0015	0.037	---	0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38	---	---	0.24
W	0.020	0.28	1.98	0.010	0.0015	0.048	0.0100	0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38	---	---	0.28

Pcm=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+58

Pcm=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B

【0037】

【表2】

鋼板 No.	鋼No.	A _r , 変態 点 (°C)	スラブ厚 (mm)	熱間圧延条件				圧延後冷却		板厚 (mm)
				加熱温度 (°C)	950 ~1250 °Cでの圧下 率 (%)	950 °C未満 A _r , 変態点 での圧下率 (%)	圧延終 了温度 (°C)	平均冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	
1	A	694	107	1150	30	80	850	40.0	350	15
2	B	699	100	1150	68	50	800	41.0	370	16
3	C	687	94	1150	68	50	800	38.0	300	15
4	D	676	219	1150	68	50	800	18.0	400	35
5	E	676	100	1150	68	50	800	32.8	320	16
6	F	694	125	1150	68	60	800	35.5	330	16
7	G	729	100	1150	68	50	800	37.7	270	16
8	H	708	100	1150	68	50	800	35.0	350	16
9	I	695	100	1150	68	50	800	31.6	340	16
10	J	703	100	1150	68	50	800	37.0	25	16
11A	K	701	100	1150	68	50	800	31.5	250	16
11B			40	1150	20	50	800	29.5	270	16
11C			100	1150	76	33.3	800	28.8	360	16
11D			188	1150	68	50	800	20.0	330	30
11E			56	1150	68	10	800	33.2	310	16
11F			100	1150	68	50	800	3.5	220	16
12	L	693	100	1150	68	50	800	32.2	400	16
13	M	695	114	1150	30	80	800	34.3	210	16
14	N	728	100	1150	68	50	800	34.9	350	16
15	O	718	100	1150	68	50	800	34.1	330	16
16	<u>P</u>	711	100	1150	68	50	800	35.3	200	16
17	<u>Q</u>	708	100	1150	68	50	800	33.5	400	16
18	<u>R</u>	767	100	1150	68	50	800	36.7	350	16
19	<u>S</u>	581	100	1150	68	50	800	31.9	330	16
20	<u>T</u>	690	100	1150	68	50	800	35.8	280	16
21	<u>U</u>	682	100	1150	68	50	800	35.2	310	16
22	<u>V</u>	681	100	1150	68	50	800	36.0	390	16
23	<u>W</u>	691	100	1150	68	50	800	34.9	390	16

【 0 0 3 8 】

【 表 3 】

鋼板 No.	鋼No.	組 織			引張特性				韌性 v T r s	備 考
		ベイニティックフェライト		島状マルテンサイト	Y S	T S	E l	Y R		
		面積率 %	バグ サイズ μm	面積率 (%)						
1	A	100	14	0	898	1082	17	83.0	-30	本発明例
2	B	100	12	0	838	985	20	85.0	-35	本発明例
3	C	100	15	0	862	980	19	88.0	-30	本発明例
4	D	100	10	0	883	1039	17	85.0	-55	本発明例
5	E	100	12	0	948	1083	17	87.6	-40	本発明例
6	F	100	15	0	940	1071	20	87.8	-35	本発明例
7	G	100	14	0	893	1056	18	84.5	-45	本発明例
8	H	99.5	14	0.5	903	1056	17	85.5	-45	本発明例
9	I	100	12	0	927	1048	17	88.5	-30	本発明例
10	J	100	10	0	943	1065	17	88.5	-50	本発明例
11A	K	100	12	0	880	1020	17	86.2	-40	本発明例
11B		100	25	0	874	1014	18	86.2	<u>20</u>	比較例
11C		100	16	0	895	1012	17	88.4	-30	本発明例
11D		100	14	0	867	980	17	88.4	-35	本発明例
11E		100	30	0	907	1025	22	88.5	<u>35</u>	比較例
11F		100	10	0	709	<u>828</u>	20	85.7	-60	比較例
12	L	100	11	0	865	1017	16	85.0	-45	本発明例
13	M	100	10	0	862	1009	17	85.4	-65	本発明例
14	N	100	12	0	894	1008	18	88.9	-50	本発明例
15	O	100	12	0	908	1042	17	87.2	-50	本発明例
16	<u>P</u>	100	12	0	674	<u>768</u>	18	87.8	-55	比較例
17	<u>Q</u>	97.5	15	0	1180	1340	17	88.0	<u>60</u>	比較例
18	<u>R</u>	100	12	0	676	<u>790</u>	19	85.5	-60	比較例
19	<u>S</u>	100	12	0	1106	1301	15	85.0	<u>20</u>	比較例
20	<u>T</u>	100	12	0	728	<u>863</u>	22	84.3	-35	比較例
21	<u>U</u>	100	10	0	1232	1418	15	86.9	<u>40</u>	比較例
22	<u>V</u>	100	11	0	706	<u>831</u>	25	84.9	-100	比較例
23	<u>W</u>	100	12	0	982	1159	17	84.7	<u>45</u>	比較例

【0039】

本発明例はいずれも、面積率で90%以上のベイニティックフェライト組織で、島状マルテンサイトの生成が抑制された組織を有し、980Mpa超えの引張強さと、-20℃以下のv T r sとを示し、高強度で高靱性を有する厚鋼板となっている。一方、本発明範囲から、C含有量が低くはずれずる比較例（鋼板No. 16）は引張強さが98Mpa未満と強度が低く、一方、C含有量が本発明範囲から高く外れる比較例（鋼板No. 17）は、島状マルテンサイトが生成し、母材靱性が劣化している。また、Nb含有量が本発明範囲から低く外れる比較例（鋼板No. 20）は、引張強さが98Mpa未満と強度が不足し、一方、Nb含有量が本発明範囲から高く外れる比較例（鋼板No. 21）は、母

材靱性が劣化している。BもNbと同様である。また、950℃以上での累積圧下率が30%未満である比較例（鋼板No. 11B）、950℃未満から A_{r3} 変態点以上の温度域（未再結晶域）での累積圧下率が30%未満である比較例（鋼板No. 11E）では、 vT_{rs} が-20℃を超えとなり母材靱性が十分でない。また、冷却速度が15℃/s未満である比較例（鋼板No. 11F）では、引張強さが980MPa未満と強度低下が顕著となる。

【0040】

【発明の効果】

以上のように、本発明によれば、引張強さTS：980MPaを超え級の高強度で、破面遷移温度 vT_{rs} ：-20℃以下の高靱性を有する非調質厚鋼板が容易にかつ安定して製造でき、産業上格段の効果を奏する。

10

フロントページの続き

F ターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11 AA12 AA14 AA15 AA16 AA17
AA19 AA22 AA23 AA24 AA31 AA35 AA36 AA40 BA01 CA02
CA03 CB02 CD03

MACHINE-ASSISTED TRANSLATION (MAT):

(19)【発行国】 日本国特許庁(JP)	(19)[ISSUING COUNTRY] Japan Patent Office (JP)
(12)【公報種別】 公開特許公報(A)	(12)[GAZETTE CATEGORY] Laid-open Kokai Patent (A)
(11)【公開番号】 特 開 2004-84019(P2004-84019A)	(11)[KOKAI NUMBER] Unexamined Japanese Patent 2004-84019(P2004-84019A)
(43)【公開日】 平成 16 年 3 月 18 日(2004.3.18)	(43)[DATE OF FIRST PUBLICATION] March 18, Heisei 16 (2004. 3.18)
(54)【発明の名称】 980MPa超級非調質厚鋼板およびその製造方法	(54)[TITLE OF THE INVENTION] A 980Mpa over-class untempered thick steel plate and its manufacturing method
(51)【国際特許分類第 7 版】 C22C 38/00 C21D 8/02 C22C 38/12 C22C 38/58	(51)[IPC INT. CL. 7] C22C 38/00 C21D 8/02 C22C 38/12 C22C 38/58
【FI】 C22C 38/00 301 A C21D 8/02 B C22C 38/12 C22C 38/58	【FI】 C22C 38/00 301 A C21D 8/02 B C22C 38/12 C22C 38/58
【審査請求】 未請求	[REQUEST FOR EXAMINATION] No

【請求項の数】 6	[NUMBER OF CLAIMS] 6
【出願形態】 OL	[FORM OF APPLICATION] Electronic
【全頁数】 13	[NUMBER OF PAGES] 13
(21)【出願番号】 特 願 2002-247589(P2002-247589)	(21)[APPLICATION NUMBER] Japanese Patent Application 2002-247589(P2002-247589)
(22)【出願日】 平成 14 年 8 月 27 日 (2002.8.27)	(22)[DATE OF FILING] August 27, Heisei 14 (2002. 8.27)
(71)【出願人】	(71)[PATENTEE/ASSIGNEE]
【識別番号】 000001258	[ID CODE] 000001258
【氏名又は名称】 JFEスチール株式会社	[NAME OR APPELLATION] JFE steel incorporated company
【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2 番3号	[ADDRESS OR DOMICILE]
(74)【代理人】	(74)[AGENT]
【識別番号】 100099531	[ID CODE] 100099531
【弁理士】	[PATENT ATTORNEY]
【氏名又は名称】 小林 英一	[NAME OR APPELLATION] Kobayashi Eiichi

(72)【発明者】**(72)[INVENTOR]****【氏名】** 林 透**[NAME OR APPELLATION]** Hayashi Toru**【住所又は居所】****[ADDRESS OR DOMICILE]**岡山県倉敷市水島川崎通1丁目
(番地なし) 川崎製鉄株式会
社水島製鉄所内**(72)【発明者】****(72)[INVENTOR]****【氏名】** 星野 俊幸**[NAME OR APPELLATION]** Hoshino
Toshiyuki**【住所又は居所】****[ADDRESS OR DOMICILE]**岡山県倉敷市水島川崎通1丁目
(番地なし) 川崎製鉄株式会
社水島製鉄所内**(72)【発明者】****(72)[INVENTOR]****【氏名】** 天野 虔一**[NAME OR APPELLATION]** Amano Kenichi**【住所又は居所】****[ADDRESS OR DOMICILE]**岡山県倉敷市水島川崎通1丁目
(番地なし) 川崎製鉄株式会
社水島製鉄所内**【テーマコード(参考)】****[THEME CODE (REFERENCE)]**

4K032

4K032

【Fターム(参考)】**[F TERM (REFERENCE)]**

4K032AA01

4K032AA01

4K032AA02

4K032AA02

4K032AA04

4K032AA04

4K032AA08	4K032AA08
4K032AA11	4K032AA11
4K032AA12	4K032AA12
4K032AA14	4K032AA14

4K032AA15	4K032AA15
4K032AA16	4K032AA16
4K032AA17	4K032AA17
4K032AA19	4K032AA19

4K032AA22	4K032AA22
4K032AA23	4K032AA23
4K032AA24	4K032AA24
4K032AA31	4K032AA31

4K032AA35	4K032AA35
4K032AA36	4K032AA36
4K032AA40	4K032AA40
4K032BA01	4K032BA01

4K032CA02	4K032CA02
4K032CA03	4K032CA03
4K032CB02	4K032CB02
4K032CD03	4K032CD03

(57)【要約】**(57)[ABSTRACT OF THE DISCLOSURE]****【課 題】**

高強度、高靱性の非調質厚鋼板
およびその製造方法を提案する。

[SUBJECT OF THE INVENTION]

It proposes a untempered thick steel plate with
high strength and high toughness, and its
manufacturing method.

【解決手段】

C:0.005 ~0.025 %, Si:
0.05~0.5 %, Mn:1.5

[PROBLEM TO BE SOLVED]

To a steel raw material which has the
composition containing C:0.005-0.025%,

～3.0 %、Nb:0.005～0.08%、B:0.0003～0.0050%
 を含有する組成を有する鋼素材を、オーステナイト再結晶域における累積圧下率を30%以上、オーステナイト未再結晶域における累積圧下率を30%以上とし、 Ar_3 変態点以上で圧延を終了する熱間圧延を施したのち、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却する。これにより、島状マルテンサイトを抑制し、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織となり、引張強さ:980MPa超え、破面遷移温度 $vTrs$: -20°C 以下の高強度高靱性の厚鋼板となる。なお、さらに、Cu、Ni、Cr、Ti、V、Moのうち1種または2種以上、および/または、Ca、REMのうち1種または2種を含有してもよい。

Si:0.05-0.5%, Mn:1.5-3.0%, Nb:0.005-0.08%, B:0.0003-0.0050%, by setting 30 % or more for an accumulation draft percentage in a austenite recrystallization region, 30 % or more for an accumulation draft percentage in an austenite non-recrystallized region, it performs the hot rolling which completes a rolling above an Ar_3 transformation point. After that, it cools with the cooling rate of 20 degrees C/s or more.

This controls an insular martensite, it becomes the tissue which contains a 90 % or more bainitic-ferrite phase by an area ratio, it exceeds tensile strength:980 Mpa and becomes the thick steel plate with the fracture-transition-temperature $vTrs$: -20°C or less, high strength and high toughness.

In addition, furthermore, it can contain 1 type, 2 types or more among Cu, Ni, Cr, Ti, V, and Mo, and/or 1 or 2 types among Ca and REM.

【選択図】

なし

[SELECTED DRAWINGS]

Absence

【特許請求の範囲】
[CLAIMS]
【請求項 1】

mass%で、
 C:0.005～0.025 %、
 Si:0.05～0.5 %、
 Mn:1.5～3.0 %、
 Nb:0.005～0.08%、

[CLAIM 1]

A high strength high-toughness untempered thick steel plate, which has C:0.005-0.025%, Si:0.05-0.5%, mn:1.5-3.0%, Nb: 0.005-0.08%,

B:0.0003～0.0050%
 を含有し、残部はFeおよび不可

B: 0.0003-0.0050% in mass%, its remainder has the composition which is made up of Fe

避的不純物からなる組成と、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織を有し、引張強さ:980MPa超え、破面遷移温度 $vTrs$:-20°C以下を有することを特徴とする高強度高靱性非調質厚鋼板。

【請求項 2】

前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、Ti:0.003~0.050%、V:0.003~0.080%、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上、および／またはCa:0.0003~0.0030%、REM:0.0003~0.010%のうちから選ばれた1種又は2種を含有する組成とすることを特徴とする請求項1に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板。

【請求項 3】

前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする請求項1または2に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板。

【請求項 4】

mass%で、
C:0.005~0.025%、
Si:0.05~0.5%、
Mn:1.5~3.0%、

and a unavoidable impurity, and it has the tissue which contains a 90 % or more bainitic-ferrite phase by an area ratio, it exceeds tensile strength: 980 Mpa and has fracture-transition-temperature $vTrs$:-20 degrees C or less.

[CLAIM 2]

In addition to said composition, a high strength high-toughness untempered thick steel plate of Claim 1, which is considered as the composition containing 1 type, 2 types or more chosen from Cu:0.05-2.0%, Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, Ti:0.003-0.050%, V:0.003-0.080%, Mo:0.05-1.00%, and/or 1 type or 2 types chosen from Ca:0.0003-0.0030%, and REM:0.0003-0.010 % in mass%.

[CLAIM 3]

A high strength high-toughness untempered thick steel plate of Claim 1 or 2, in which in addition to said composition, it considers it as the composition which contains Al: 0.01-0.08% at mass% further.

[CLAIM 4]

After heating the steel raw material which has the composition containing C:0.005-0.025%, Si:0.05-0.5%, Mn:1.5-3.0%, Nb:0.005-0.08%,

Nb:0.005 ~0.08%、

B:0.0003~0.0050%

を含有する組成を有する鋼素材を、1100℃~1350℃に加熱した後、950 ~1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、950℃未満 Ar_3 変態点以上の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度を Ar_3 変態点以上とする熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、冷却速度:20℃/s以上で冷却することを特徴とする引張強さ:980MPa超え、破面遷移温度 $vTrs$: -20℃以下を有する高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。

B: 0.0003-0.0050% in mass% at 1100 degree C-1350 degree C, it performs the hot rolling with 30 % or more for an accumulation draft percentage in 950 -1250 degree C temperature range, 30 % or more for the accumulation draft percentage in the temperature range of an under 950 (degree C) - Ar_3 transformation point or higher, Ar_3 transformation point as rolling completion temperature. After the hot-rolling completion, it cools at a cooling rate: 20 degrees C/s or higher.

Tensile strength characterized by the above-mentioned: The manufacturing method of the high strength high-toughness untempered thick steel plate which exceeds 980 Mpa and has fracture-transition-temperature $vTrs$: -20 degrees C or less.

【請求項 5】

前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0 %、Ni:0.05~2.0 %、Cr:0.05~2.0 %、Ti:0.003 ~0.050 %、V:0.003 ~0.080 %、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上および/またはCa:0.0003~0.0030%、REM :0.0003~0.010 %のうちから選ばれた1種または2種を含有する組成とすることを特徴とする請求項4に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。

【CLAIM 5】

In addition to said composition, a manufacturing method of the high strength high-toughness untempered thick steel plate of Claim 4, which is considered as the composition containing containing 1 type, 2 types or more chosen from Cu:0.05-2.0%, Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, Ti:0.003-0.050%, V:0.003-0.080% and Mo:0.05-1.00%, and/or 1 type or 2 types chosen from Ca:0.0003-0.0030%, and REM: 0.0003-0.010 % in mass%.

【請求項 6】

前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含む組成とすることを特徴とする請求項4または5に記載の高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。

[CLAIM 6]

A manufacturing method of the high strength high-toughness untempered thick steel plate of Claim 4 or 5, in which in addition to said composition, it considers it as the composition which contains Al: 0.01-0.08% at mass% further.

【発明の詳細な説明】**[DETAILED DESCRIPTION OF THE INVENTION]****【0001】****[0001]****【発明の属する技術分野】**

本発明は、非調質厚鋼板に係り、とくに造船、橋梁、建設機械、産業機械、ペンストック等に用いて好適な、980MPa超の引張強さと高靱性を有する980MPa超級非調質厚鋼板に関する。

[TECHNICAL FIELD OF THE INVENTION]

This invention relates to a untempered thick steel plate.

Especially, it relates to a 980Mpa over-class untempered thick steel plate which has the tensile strength of over 980-Mpa, and the high toughness suitably used for shipbuilding, a bridge, construction machine, an industrial machine, and penstock etc.

【0002】**[0002]****【従来の技術】**

従来、引張強さ(TS)980MPa級以上の厚鋼板は、高強度と高靱性をバランス良く確保するため、調質処理を施されて製造されていた。調質処理は、高強度で高靱性の優れた特性を有する製品を安定して製造できるという利点はあるが、調質処理を施された鋼板は、圧延のままの非調質鋼板と

[PRIOR ART]

Formerly, in order to secure high strength and high toughness with sufficient balance, refining treatment was performed to the thick steel plate more than tensile-strength (TS)980Mpa class, and it was manufactured.

There is an advantage that the refining treatment is highly strong and it can manufacture with stability the product which has the property which was excellent in high

比較して、長い製造期間を要するうえ、980MPaを超える高強度を確保するために合金元素を多量に添加していた。このため、耐溶接割れ性が低下し、溶接時に50℃以上の予熱を行う必要があるという問題があった。

【0003】

このような問題に対し、調質処理を行なうことなく、非調質（圧延まま）で高強度厚鋼板を製造しようとする試みがある。例えば、特開平6－93332号公報には、適正組成を有する鋼素材に制御圧延と加速冷却とを組み合わせで施し、組織をベイナイト主体の組織とするとともに、加速冷却途中の、580～450℃の温度域で等温保持あるいは該温度域を0.5℃/s以下の冷却速度で徐冷して、組織中の島状マルテンサイトを分解し、優れた溶接性と優れた低温靱性を有する厚鋼板とする非調質厚鋼板の製造方法が記載されている。

【0004】

しかし、この特開平6－93332号

toughness.

However, in requiring a long manufacture period compared with a untempered steel plate with a rolling, the steel plate to which refining treatment was performed had added the alloying element so much, in order to secure high strength exceeding 980 Mpa.

For this reason, weld-crack-proof property falls, there was a problem that it was necessary to perform pre-heating of 50 degrees C or more at the time of welding.

【0003】

It is an attempt to manufacture the high strength thick steel plate by untempering (up to rolling) , which indicates that it does not perform refining treatment to such a problem.

For example, it gives the steel raw material which has an appropriate composition in Unexamined-Japanese-Patent No. 6-93332 combining a controlled rolling and accelerated cooling, while considering tissue as the tissue of a bainite agent, it is 580 in the middle of accelerated cooling. It slow-cools isothermal holding or this temperature range by the temperature range of -450 (degree C) with 0.5 (degree C) / s or less cooling rate, it degrades the insular martensite in tissue, the manufacturing method of the thick steel plate which has the outstanding weldability and the outstanding low temperature toughness, and the untempered thick steel plate to carry out is described.

【0004】

However, by the method described by this

公報に記載された方法では、制御圧延—加速冷却で導入された転位が、等温保持あるいは徐冷中に回復するため、溶接性には優れるが、980MPa以上の引張強さを確保することが困難となるという問題があった。

また、例えば、特開平10-152749号公報、特開平11-71640号公報には、引張強さ:980MPa以上の高強度を有する厚鋼板を非調質で製造する方法が記載されている。特開平10-152749号公報、特開平11-71640号公報に記載された技術では、靱性向上を目的として極低炭素化した組成としたうえで、冷却途中あるいは冷却後にTiNあるいはV(C、N)を析出させて、強度増加を図っている。しかし、析出強化を利用した強化方法は、母材靱性の劣化が著しいため、機械構造部品などの靱性要求が比較的厳しくない場合は適用可能であるが、厚鋼板におけるように厳しい靱性要求がある場合には、問題を残していた。

Unexamined-Japanese-Patent No. 6-93332, since the dislocation introduced by controlled-rolling-accelerated cooling is recovered during isothermal holding or a slow-cooling, it excels in weldability.

However, there was a problem that it became difficult to secure the tensile strength of 980 Mpa or more.

Moreover

For example, Unexamined-Japanese-Patent No. 10-152749 The method of it being untempered and manufacturing the thick steel plate which has high strength more than tensile-strength:980Mpa is described by Unexamined-Japanese-Patent No. 11-71640.

Unexamined-Japanese-Patent No. 10-152749 With the technique described by Unexamined-Japanese-Patent No. 11-71640, after considering it as the composition which carried out ultra-low carbonization for the purpose of the toughness improvement, it precipitates TiN or V (C, N) after cooling in the middle of cooling, it is aiming at the increase in the strength.

However, since the reinforcement method using a precipitation strengthening had remarkable degradation of base-material toughness, when toughness request of machine structure components etc. was not comparatively severe, it could apply, but when there was severe toughness request as in a thick steel plate, it had left the problem.

【0005】

【0005】

【発明が解決しようとする課題】

【PROBLEM TO BE SOLVED BY THE

本発明は、上記した従来技術の問題を解決し、非調質で、引張強さ:980MPa超級の高強度と、シャルピー衝撃試験における破面遷移温度 $vTrs$ が $-20^{\circ}C$ 以下という高靱性と、を有する高強度高靱性非調質厚鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。なお、本発明でいう「厚鋼板」とは板厚6mm以上の鋼板をいうものとする。

[INVENTION]

This invention solves the problem of said prior art, it is untempered and tensile-strength:980Mpa over class high strength and the fracture transition temperature $vTrs$ in a Charpy impact test aim at proposing the high strength high-toughness untempered thick steel plate which has the high toughness of -20 degrees C or less, and its manufacturing method.

In addition, the "thick steel plate" as used in the field of this invention shall mean the steel plate of board thickness 6 mm or more.

[0006]**【課題を解決するための手段】**

本発明者らは、上記した課題を達成するために、TS:980MPa超の非調質高強度鋼板の靱性に及ぼす組織の影響について鋭意検討した。その結果、合金元素を多量含有することなく、TS:980MPa超の高強度で、 $vTrs$ が $-20^{\circ}C$ 以下という高靱性を確保するためには、硬質の島状マルテンサイトの生成を抑制するとともに、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織とすることが肝要であることを見出した。

[0006]**[MEANS TO SOLVE THE PROBLEM]**

The present inventors did earnest examination about the influence of tissue affect the toughness of untempered TS:980-Mpa over of high strength steel plate, in order to attain said problem.

As a result, in order for $vTrs$ to secure the high toughness of -20 degrees C or less by TS:980-Mpa over of high strength, without carrying out abundant content of the alloying element, while controlling formation of a hard insular martensite, it discovered that it was important to consider it as the tissue which contains a 90 % or more bainitic-ferrite phase by an area ratio.

[0007]

島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しや

[0007]

Since an insular martensite is very hard tissue, the interface of a mother phase and an insular martensite tends to exfoliate, and this

すく、ここが破壊の起点となり、靱性が低下しやすい。したがって、厚鋼板で高靱性を確保するためには、島状マルテンサイトの生成を抑制することが肝要となる。

島状マルテンサイトの生成には、変態時にベイニティックフェライト中に固溶できないC(炭素)がオーステナイト(未変態)中に吐き出されること、および冷却速度が速くマルテンサイト変態開始温度(M_s 点)以下に冷却されること、が必要となる。

【0008】

島状マルテンサイトの生成を抑制するためには、熱間圧延後の冷却速度を遅くし、未変態オーステナイトをマルテンサイト変態させないことが、まず考えられる。しかし、熱間圧延後の冷却速度を遅くすることは、強度の低下を生じるため、合金元素を増量し、所定の高強度を確保する必要があるが、溶接性が劣化することになる。

【0009】

そこで、本発明者らは島状マルテンサイトの生成を抑制するために、更なる検討を行った。その結果、熱間圧延後の冷却速度を高い冷却速度に維持したままで島状マルテンサイトの生成を抑制するにはC含有量をフェライトの固溶限内である0.02mass%以下とするあるいはわずかな島状マル

constitutes origin of destruction, toughness tends to fall.

Therefore, in order to secure a high toughness by a thick steel plate, it becomes important to control formation of an insular martensite.

It is necessary for formation of an insular martensite that C (carbon) which cannot be solidly dissolved in bainitic ferrite at the time of a transformation is breathed out in austenite (un-transforming), and to cool a cooling rate quickly below at martensitic transformation start temperature (M_s point).

[0008]

In order to control formation of an insular martensite, making the cooling rate after a hot rolling late, and not carrying out the martensitic transformation of the non-transformed austenite is considered first.

However, since a strong decline is produced, making the cooling rate after a hot rolling late increases the quantity of an alloying element, it is necessary to secure fixed high strength.

Weldability degrades.

[0009]

Then, the present inventors performed further examination, in order to control formation of an insular martensite.

As a result, to control formation of an insular martensite while maintaining high cooling rate after a hot rolling, it limits C contents under 0.025 mass % or less which is in the solid solubility limit of a ferrite, or under 0.02 mass% or less since formation of little insular

テンサイト生成は許容範囲であるためCを0.025 mass%以下とする、すなわち極低炭素系とすることが、効果的であることに想到した。なお、このような場合には、生成する組織は、面積率で90%以上がベイニティックフェライトと称されるベイナイト組織となる。

【0010】

本発明でいう「ベイニティックフェライト」とは、ラスはあるが、炭化物はない束状組織(ただし初期オーステナイト粒界が残存する)(Sheaf-like with laths but no carbide:conserving the prior γ -grain boundary)(鋼のベイナイト写真集-I:日本鉄鋼協会ベイナイト調査研究部会、(1992)4)をいうものとする。

【0011】

本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたものである。すなわち、本発明の要旨は次のとおりである。

(1) mass%で、C:0.005 ~ 0.025 %, Si:0.05~0.5 %, Mn:1.5 ~ 3.0 %, Nb:0.005 ~ 0.08%, B:0.0003~0.0050%を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる組成と、面積率で、90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織を有し、引張強さ:980

martensite is within the allowable range. Therefore, it is considered effective to set a ultra-low carbon type.

In addition, the tissue which forms in such a case turns into a bainite structure by which 90 % or more is called bainitic ferrite by an area ratio.

【0010】

There is a lath with the "bainitic ferrite" as used in the field of this invention.

However, it is the bundle-like tissue which a carbonized material does not have.

(However, an initial-stage austenite grain boundary remains) It shall say (bainite photograph-collection-I of steel: the The Iron and Steel Institute of Japan bainite surveillance study sectional meeting, 4 (1992)). (Sheaf-like with laths but no carbide:conserving the prior(γ)-grain boundary)

【0011】

Based on said findings, this invention added examination further and was perfected.

That is, the summary of this invention is as follows.

(1) At mass%, it is C:0.005. -0.025 %, Si:0.05-0.5 %, Mn: 1.5 -3.0 %, Nb: 0.005 It contains B: 0.0003-0.0050% -0.08%, remainder has the composition which is made up of Fe and a unavoidable impurity, and the tissue which is an area ratio and contains a 90 % or more bainitic-ferrite phase, tensile strength: It exceeds 980 Mpa and has fracture-transition-temperature $vTrs$:-20

MPa超え、破面遷移温度 v Trs: degrees C or less.

-20°C以下を有することを特徴とする高強度高靱性非調質厚鋼板。

(2) (1)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、Ti:0.003~0.050%、V:0.003~0.080%、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上、および/またはCa:0.0003~0.0030%、REM:0.0003~0.010%のうちから選ばれた1種又は2種を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靱性非調質厚鋼板。

(3) (1)または(2)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靱性非調質厚鋼板。

(4) mass%で、C:0.005~0.025%、Si:0.05~0.5%、Mn:1.5~3.0%、Nb:0.005~0.08%、B:0.0003~0.0050%を含有する組成を有する鋼素材を、1100°C~1350°Cに加熱した後、950~1250°Cの温度域における累積圧下率を30%以上、950°C未満 Ar_3 変態点以上の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度を Ar_3 変態点以上と

The high strength high-toughness untempered thick steel plate characterized by the above-mentioned.

In (2) and (1), in addition to said composition, it is considered as the composition containing 1 type, 2 types or more chosen from Cu:0.05-2.0%, Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, Ti:0.003-0.050%, V:0.003-0.080% and Mo:0.05-1.00% and/or 1 type or 2 types chosen from Ca:0.0003-0.0030%, and REM:0.0003-0.010% in mass%.

The high strength high-toughness untempered thick steel plate characterized by the above-mentioned.

(3) In (1) or (2), in addition to said composition, it considers it as the composition which contains Al: 0.01-0.08% at mass% further.

The high strength high-toughness untempered thick steel plate characterized by the above-mentioned.

(4) It is mass% and is C:0.005. -0.025%, Si:0.05-0.5%, mn: 1.5 -3.0%, Nb: 0.005 -0.08%, the steel raw material which has the composition containing B: 0.0003-0.0050%, 950 after heating at 1100 degree C-1350 degree C It is 30% or more about the accumulation draft percentage in -1250 degree C temperature range, it performs the hot rolling which carries out 30% or more and rolling completion temperature for the accumulation draft percentage in the temperature range more than

する熱間圧延を施し、熱間圧延終了後、冷却速度:20℃/s以上で冷却することを特徴とする引張強さ:980MPa超え、破面遷移温度 $vTrs$: $-20^{\circ}C$ 以下を有する高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。

(5) (4)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu:0.05~2.0%、Ni:0.05~2.0%、Cr:0.05~2.0%、Ti:0.003~0.050%、V:0.003~0.080%、Mo:0.05~1.00%のうちから選ばれた1種または2種以上および/またはCa:0.0003~0.010%のうちから選ばれた1種または2種を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。

(6) (4)または(5)において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al:0.01~0.08%を含有する組成とすることを特徴とする高強度高靱性非調質厚鋼板の製造方法。

【0012】

【発明の実施の形態】

まず、本発明の厚鋼板の組成限定理由について説明する。以下、組成におけるmass%は単に%と記す。

C:0.005~0.025%、

under 950 (degree C) Ar_3 transformation point to more than an Ar_3 transformation point, after the hot-rolling completion, a cooling rate: 20 degrees C/s or higher.

Tensile strength characterized by the above-mentioned: The manufacturing method of the high strength high-toughness untempered thick steel plate which exceeds 980 Mpa and has fracture-transition-temperature $vTrs$: -20 degrees C or less.

In (5) and (4), in addition to said composition, it is considered as the composition containing 1 type, 2 types or more chosen from Cu:0.05-2.0%, Ni:0.05-2.0%, Cr:0.05-2.0%, and Ti:0.003-0.050%, V:0.003-0.080% and Mo:0.05-1.00% and/or 1 type or 2 types chosen from Ca:0.0003-0.010% and REM:0.0003-0.010% in mass%.

The manufacturing method of the high strength high-toughness untempered thick steel plate characterized by the above-mentioned.

(6) In (4) or (5), in addition to said composition, it considers it as the composition which contains Al: 0.01-0.08% at mass% further.

The manufacturing method of the high strength high-toughness untempered thick steel plate characterized by the above-mentioned.

【0012】

[EMBODIMENT OF THE INVENTION]

First, it demonstrates the reason for composition limitation of the thick steel plate of this invention.

Hereafter, it only describes it as % mass% in a composition.

Cは、鋼の強度を増加させる元素であり、本発明では所定の強度を確保するために0.005 %以上の含有を必要とするが、0.025 %を超えると島状マルテンサイトの生成が顕著となり、靱性が劣化する。このため、Cは0.005 ~0.025 %に限定した。なお、好ましくはフェライト固溶限内である0.020 %以下である。

[0013]

Si:0.05~0.5 %

Siは、脱酸剤として作用する元素であり、本発明では製鋼上0.05 %以上の含有を必要とするが、0.5 %を超えて含有すると、靱性を劣化させる。このため、Siは0.05~0.5 %の範囲に限定した。なお、好ましくは、0.2 ~0.4 %である。

Mn:1.5 ~3.0 %

Mnは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の引張強さを980 MPa超えとするため、および組織をベイニティックフェライト組織とするために、1.5 %以上の含有を必要とする。一方、3.0 %を超える含有は、溶接部の靱性を著しく劣化させる。このようなことから、Mnは1.5 ~3.0 %の範囲に限定した。なお、好ましくは1.5 ~2.2 %である。

C:0.005 ~0.025 %, c is an element to which it makes the strength of steel increase.

It is 0.005 in order to secure the fixed strength in this invention. It needs content of % or more.

However, if 0.025 % is exceeded, formation of an insular martensite will become remarkable, toughness degrades.

For this reason, C is 0.005. It limited to ~0.025 %.

In addition, it is below 0.020 % that is preferably in a ferrite solution limit.

[0013]

Si: 0.05-0.5 %

Si is an element which acts as a deoxidizer.

It needs 0.05 % or more content on steel manufacture in this invention.

However, if contained exceeding 0.5 %, it will degrade toughness.

For this reason, it limited Si to the range of 0.05-0.5 %.

In addition, preferably, it is 0.2. It is ~0.4 %.

Mn: 1.5 ~3.0 %

Mn is an element to which it makes the strength of steel increase.

It is 1.5, in order to carry out the 980-Mpa super-sexagenary cycle of the tensile strength of a base material, and in order to consider tissue as bainitic-ferrite tissue. It needs content of % or more.

On the other hand, the content exceeding 3.0 % degrades the toughness of a welding part remarkably.

Mn since it is such is 1.5. It limited to the

range of -3.0 %.

In addition, preferably it is 1.5. It is -2.2 %.

【0014】

Nb: 0.005 ~ 0.08%,
Nbは、組織をベイニティックフェライトとする作用を有し、このために0.005 %以上の含有を必要とする。一方、0.08%を超えて含有すると、溶接熱影響部の靱性が劣化する。このため、Nbは0.005 ~ 0.08%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.015 ~ 0.035 %である。

[0014]

Nb: 0.005 ~ 0.08%, nb has the effect which uses tissue as bainitic ferrite, for this reason, 0.005 It needs content of % or more. On the other hand, if contained exceeding 0.08%, the toughness of a heat affected zone will degrade. For this reason, Nb is 0.005. It limited to the range of -0.08%. In addition, preferably it is 0.015. It is -0.035 %.

【0015】

B: 0.0003 ~ 0.0050%
Bは、ベイナイト変態開始温度を低下させて、鋼の高強度化に寄与する元素である。このような効果を得るために0.0003%以上の含有を必要とするが、一方、0.0050%を超えて含有すると、鋼が著しく硬化して靱性の劣化を招く怖れがある。このため、Bは0.0003 ~ 0.0050%の範囲に限定した。なお、好ましくは0.0010 ~ 0.0025%である。

[0015]

B: 0.0003-0.0050%
B reduces transformation-to-bainite start temperature, it is the element which it contributes to the high strength of steel. In order to acquire such an effect, it needs 0.0003 % or more content. However, on the other hand, when contained exceeding 0.0050%, there is anxiety that steel may harden remarkably and may cause degradation of toughness. For this reason, it limited B to 0.0003 to 0.0050% of range. In addition, preferably it is 0.0010 to 0.0025%.

【0016】

以上が基本成分であるが、これら成分に加えてさらに、下記成分を選択して含有することができる。
Cu: 0.05 ~ 2.0 %, Ni: 0.05 ~ 2.0 %, Cr: 0.05 ~ 2.0 %

[0016]

The above is the basic component. However, in addition to the these component, it can choose and contain the following component further.
Cu: 0.05-2.0 %, Ni: 0.05-2.0 %, Cr: 0.05-2.0 %

0 %, Ti: 0.003 ~ 0.05 %, Cr: 0.05-2.0 %, Ti: 0.003 ~ 0.050 %,
 0 %, V: 0.003 ~ 0.08 %, V: 0.003 ~ 0.080 %, Mo: 1 type, or 2 or
 0 %, Mo: 0.05 ~ 1.00% のうちから選ばれた1種または2種以上
 Cu, Ni, Cr, Ti, V, Moは、いずれも、鋼の強度上昇に寄与する元素であり、必要に応じ単独あるいは複合して含有できる。

【0017】

Cuは、固溶強化および析出強化により鋼の強度を上昇させる有効な元素である。本発明では含有する場合、0.05%以上含有することが好ましいが、2.0%を超えて含有すると、靱性が劣化する。このため、Cuは0.05~2.0%に限定することが好ましい。
 Niは、母材靱性を保ちつつ強度を増加できる有効な元素である。本発明では含有する場合、0.05%以上含有することが好ましいが、2.0%を超えて含有しても効果が飽和し、含有量に見合う効果が期待できなくなり、コスト的に不利となる。このため、Niは0.05~2.0%の範囲に限定することが好ましい。

[0017]

Cu is an effective element which raises the strength of steel by the solid solution strengthening and a precipitation strengthening. When it contains in this invention, it is desirable to contain 0.05 % or more. However, if contained exceeding 2.0 %, toughness will degrade. For this reason, as for Cu, it is desirable to limit to 0.05-2.0 %.

Ni is the effective element which can increase the strength, maintaining base-material toughness. When it contains in this invention, it is desirable to contain 0.05 % or more. However, an effect is saturated even if contained exceeding 2.0 %, it becomes impossible to anticipate the effect of meeting a content. It becomes in terms of cost disadvantageous. For this reason, as for Ni, it is desirable to limit to the range of 0.05-2.0 %.

【0018】

Crは、鋼の強度を上昇させる有効な元素であり、またベイナイト変

[0018]

Cr is an effective element which raises the strength of steel.

態開始温度を低下させベイニティックフェライト組織の生成を促進させる作用も有している。本発明では含有する場合、このような効果を得るために0.05%以上含有することが好ましいが、2.0 %を超えて含有すると靱性が劣化する。このため、Crは0.05～2.0 %の範囲に限定することが好ましい。

【0019】

Tiは、Ti(CN)として析出強化により強度を上昇させる元素であり、また、初期オーステナイト粒径を微細化し靱性の向上にも有効に作用する。本発明では含有する場合、このような効果を得るために0.003 %以上含有することが好ましい。一方、0.050 %を超えて含有すると、Ti(CN)粒子が粗大化し、所望の効果が得られなくなる。このようなことから、Tiは0.003 %～0.050 %の範囲に限定することが好ましい。

【0020】

Vは、V(CN)として析出強化により強度上昇に有利に作用する元素であり、このような効果を得るためには0.003 %以上含有することが好ましい。一方、0.080 %を超えて含有すると、靱性が低下する。このため、Vは0.003 %～0.080 %の範囲に限定することが好ましい。

Moreover, it also has the effect which reduces transformation-to-bainite start temperature and promotes formation of bainitic-ferrite tissue.

When it contains in this invention, in order to acquire such an effect, it is desirable to contain 0.05 % or more.

However, if contained exceeding 2.0 %, toughness will degrade.

For this reason, as for Cr, it is desirable to limit to the range of 0.05-2.0 %.

[0019]

Ti is an element which raises the strength by a precipitation strengthening as Ti (CN).

Moreover, it micronizes an initial-stage austenite particle diameter, and acts also on an improvement of toughness effectively.

It is 0.003 in order to acquire such an effect, when it contains in this invention. It is desirable to carry out % or more content.

On the other hand, if contained exceeding 0.050 %, Ti (CN) particles will coarsen, a desired effect is no longer acquired.

Ti since it is such is 0.003. It is desirable to limit to the range of -0.050 %.

[0020]

V, it is the element which acts in favor of a strength raise by a precipitation strengthening as V (CN).

It is 0.003 in order to acquire such an effect. It is desirable to carry out % or more content.

On the other hand, if contained exceeding 0.080 %, toughness will fall.

For this reason, V is 0.003. It is desirable to limit to the range of -0.080 %.

Moは、鋼の強度を増加させる元素であり、母材の高強度化に有効に作用する。本発明では含有する場合、このような効果を得るために、0.05%以上含有することが好ましい。一方、1.00%を超える含有は、靱性に悪影響を与える。このため、Moは0.05～1.00%の範囲に限定することが好ましい。

Mo is an element to which it makes the strength of steel increase.

It acts on the high strength of a base material effectively.

When it contains in this invention, in order to acquire such an effect, it is desirable to contain 0.05 % or more.

On the other hand, the content exceeding 1.00% has a bad influence on toughness.

For this reason, as for Mo, it is desirable to limit to 0.05 to 1.00% of range.

【0021】

本発明では、上記した成分に加えて、さらに、Ca:0.0003～0.0030%、REM :0.0003～0.010 %のうちから選ばれた1種または2種を含有できる。

Ca、REM は、いずれも介在物の形態制御を介して溶接熱影響部(HAZ)靱性を向上させる作用を有している。

Caは、0.0003%以上の含有で、介在物の形態制御によりS、Oとのバランスを適切に選択することでHAZ 靱性を向上させる。一方、0.0030%を超えて含有しても、その効果が飽和する。このため、Caは0.0003～0.0030%の範囲に限定することが好ましい。

【0021】

In this invention, it adds to said component and they are Ca:0.0003-0.0030% and REM further. : It can contain 1 or 2 types chosen from among 0.0003-0.010 %.

Ca, REM It has the effect which all improves heat-affected-zone (HAZ) toughness through form control of an inclusion.

Ca is HAZ by being 0.0003 % or more content and choosing balance with S and O appropriately by form control of an inclusion. It improves toughness.

On the other hand, the effect is saturated even if contained exceeding 0.0030%.

For this reason, as for Ca, it is desirable to limit to 0.0003 to 0.0030% of range.

【0022】

REM は、REM (O, S)を形成してHAZ 靱性を向上させる。このような効果は、0.0003%

【0022】

REM REM (O, S) It forms and is HAZ. It improves toughness.

Such an effect is observed by 0.0003 % or more

以上の含有で認められるが、0.0 content.

10 %を超えて含有しても、その効果が飽和する。このため、REM は0.0003~0.010 %に限定することが好ましい。

本発明では、上記した成分に加えて、さらに、Al:0.01~0.08%を含有できる。Alで脱酸せず、SiおよびMnで脱酸すると大入熱溶接を行った場合のHAZ靱性が良好となるため、必ずしもAlの含有は必要としない。

However, the effect is saturated even if contained exceeding 0.010 %.

For this reason, REM It is desirable to limit to 0.0003-0.010 %.

In this invention, in addition to said component, it can contain Al: 0.01-0.08% further.

HAZ at the time of performing large-heat-input welding, when it did not deoxidize with Al but being deoxidized from Si and Mn Since toughness becomes good, it does not necessarily need content of Al.

【0023】

Alは、脱酸剤として作用し、このためには0.01%以上含有することが好ましいが、0.08%を超えて含有すると、母材の靱性を低下させるとともに、溶接金属部への希釈によって溶接金属部の靱性を劣化させる。このため、Alは0.01~0.08%の範囲に限定することが好ましい。なお、より好ましくは、0.02~0.04%である。

【0023】

Al acts as a deoxidizer, it is desirable for that to contain 0.01 % or more.

However, if contained exceeding 0.08%, while reducing the toughness of a base material, it degrades the toughness of a weld-metal part by the dilution to a weld-metal part.

For this reason, as for Al, it is desirable to limit to 0.01 to 0.08% of range.

In addition, more preferably, it is 0.02 to 0.04%.

【0024】

なお、上記した組成範囲としたうえで、さらに溶接性の観点からPcm値を0.25%以下とすることが好ましい。Pcm値は次(1)式

【0024】

In addition, after considering it as said composition range, it is desirable to make a Pcm value into 0.25 % or less from a viewpoint of weldability further.

A Pcm value is following (1) Formula.

$$P_{cm} = C + 1/30Si + 1/20Mn + 1/20Cu + 1/60Ni + 1/20Cr + 1/15Mo + 1/10V + 5 B \dots\dots\dots (1)$$

ここで、C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, B; 各元素の含有量 (mass%)

It is here and they are C, Si, Mn, Cu, Ni, Cr, Mo, V, and B.;
The content of each element (mass%)

で定義される値である。

It is the value defined by these.

【0025】

ついで、本発明の厚鋼板の組織限定理由について説明する。本発明では、厚鋼板の組織を、面積率で90%以上のベイニティックフェライト相を含む組織とする。ベイニティックフェライトは剪断変態的に変態が起こるため、組織の粗大化が起こりにくく、高靱性を確保しやすい。なお、ベイニティックフェライト相のパケットサイズは、 $20\mu\text{m}$ 以下とすることが好ましい。なお、本発明では、グラニューパーベイニティックフェライトの生成を抑制することが好ましい。グラニューパーベイニティックフェライトは、拡散変態が主となり組織の粗大化が起こり、靱性が劣化する。

[0025]

Subsequently, it demonstrates the reason for tissue limitation of the thick steel plate of this invention.

In this invention, it considers tissue of a thick steel plate as the tissue which contains a 90 % or more bainitic-ferrite phase by an area ratio.

Since a transformation takes place in shearing transformation, a coarsening of tissue does not take place and bainitic ferrite tends to secure high toughness.

In addition, the packet size of a bainitic-ferrite phase is 20 micrometer. Carrying out the following is desirable.

In addition, it is desirable to control formation of granular bainitic ferrite in this invention.

A diffusional transformation becomes main for granular bainitic ferrite, a coarsening of tissue takes place, and toughness degrades.

【0026】

ここでいう「グラニューパーベイニティックフェライト」とは、粒状のベイナイト組織で転位密度の高いサブ組織を有するもの(ただし、ラスがほとんど残らないほど回復している組織(鋼のベイナイト写真集-I: 日本鉄鋼協会ベイナイト調査研

[0026]

What has the sub tissue where a dislocation density is high by a grain shape bainite structure with "granular bainitic ferrite" here (however, it says the tissue (bainite photograph-collection-I of steel: refer to the The Iron and Steel Institute of Japan bainite surveillance study sectional meeting and

究部会、(1992)4. 参照)をいう。ベイニティックフェライト相を主相とする組織にすることにより、非調質でも高強度で高靱性の厚鋼板が得られる。ベイニティックフェライト相が面積率で90%未満では、高強度で高靱性を有する厚鋼板が得にくくなる。また、高靱性を確保するためには、ベイニティックフェライト相のパケットサイズは20 μm 以下と、微細化することが好ましい。パケットサイズが20 μm を超えると、粗大組織となるため、高靱性が得にくくなる。

【0027】

なお、ベイニティックフェライトのパケットとは、幅0.2 μm 、長さ10 μm 程度のラスと呼ばれる組織が平行に集合した組織を指す。パケットサイズは、光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡観察により得たパケット粒径をトレースして画像解析により求めるものとする。

また、島状マルテンサイトは、非常に硬い組織であるため、母相と島状マルテンサイトとの界面が剥離しやすく、ここが破壊の起点となりやすく、靱性を劣化させる。本発明では、厚鋼板の組織中に島状マルテンサイトを生成させないか、あるいは生成しても面積率で

4(1992).) which has recovered, so that a lath does not almost have remainings.), by making a bainitic-ferrite phase the tissue which considers it as a main phase, even when it is untempered, it is highly strong and the thick steel plate of a high toughness is obtained.

If a bainitic-ferrite phase is 90 % less in an area ratio, it is highly strong and becomes difficult to obtain the thick steel plate which has a high toughness.

Moreover, in order to secure a high toughness, the packet size of a bainitic-ferrite phase is 20 micrometer.

Micronizing hereafter is desirable.

Packet size is 20 micrometer. Since it will become a crude big tissue if it exceeds, it becomes difficult to obtain a high toughness.

[0027]

In addition, the packet of bainitic ferrite is width 0.2 micrometer Length of 10 micrometer The tissue called the lath of the degree points out the tissue which gathered in parallel.

Packet size shall trace the packet particle diameter obtained by the light microscope or scanning-electron-microscope observation, and shall require for it by image analysis.

Moreover, since an insular martensite is very hard tissue, the interface of a mother phase and an insular martensite tends to exfoliate, this tends to constitute origin of destruction, and it degrades toughness.

In this invention, it does not form an insular martensite during the tissue of a thick steel plate, or even if it forms, it declines to 2 % or

2%以下に低減する。

less by an area ratio.

【0028】

本発明では、上記した以外の相については、その種類、含有量をとくに限定しないが、面積率で8%以下までのグラニューパーベイニティックフェライト相が許容できる。

次に、本発明の厚鋼板の製造方法について説明する。

まず、上記した組成の溶鋼を、転炉等の、通常公知の溶製方法で溶製し、連続鋳造法等の通常公知の鋳造方法で鋼素材(スラブ)とする。

【0028】

In this invention, in particular about the phase except being said, it does not limit the kind and a content.

However, it can accept the granular bainitic-ferrite phase to 8 % or less by an area ratio.

Next, it demonstrates the manufacturing method of the thick steel plate of this invention.

First, a converter etc. usually melts the molten steel of said composition by the melting method of public knowledge, it considers it as a steel raw material (slab) by the casting method of usual public knowledge, such as a continuous casting.

【0029】

ついで、鋼素材を、1100～1350℃の温度範囲に加熱し、鋼素材を完全にオーステナイト化する。加熱温度が1100℃未満では、その後の十分な再結晶圧延ができなくなる。一方、加熱温度が1350℃を超えると、結晶粒が粗大化するうえ、酸化ロスが顕著となり歩留が低下する。

加熱後、熱間圧延を行うが、本発明の製造方法では、950～1250℃の温度域における累積圧下率を30%以上、950℃未満～ Ar_3 変態点の温度域における累積圧下率を30%以上、圧延終了温度を Ar_3 変態点以上とする熱間圧延を施すことが好ましい。

【0029】

Subsequently, it heats a steel raw material to a 1100 - 1350-degree C temperature range, it austenitizes a steel raw material completely.

If heating temperature is less than 1100 degrees C, subsequent sufficient recrystallization rolling becomes impossible.

If heating temperature exceeds 1350 degrees C on the other hand, in a crystal grain's coarsening, an oxidation loss becomes remarkable and a yield falls.

It performs a hot rolling after heat.

However, with the manufacturing method of this invention, it is desirable to perform the hot rolling with 30 % or more for an accumulation draft percentage in 950-1250 degree C temperature range, 30 % or more for the accumulation draft percentage in the

temperature range of a under 950 (degree C)- Ar_3 transformation point, Ar_3 transformation point or higher as rolling completion temperature.

【0030】

本発明では、オーステナイト再結晶温度域である、950 ～1250℃の温度域における累積圧下率が30%以上の圧延を行い、オーステナイトを十分に再結晶させ結晶粒を微細化する。累積圧下率が30%未満では、圧下量が不足して、十分なオーステナイト粒の微細化が達成できない。予め、オーステナイト粒を微細化しておくことが、その後の変態により生成される組織の微細化に有効であり、最終的に得られる鋼板の靱性を向上させる。さらに、Tiを含有し、TiN の分散が可能な組成とすると、オーステナイト粒の微細化には一層有利となる。

【0031】

ついで、本発明では、オーステナイト未再結晶域である、950 ℃未満 Ar_3 変態点以上の温度域で累積圧下率が30%以上の熱間圧延を行う。オーステナイト未再結晶域で累積圧下率30%以上の圧延を行うことにより、オーステナイト結晶粒界の面積を幾何学的に増大させ、かつ、圧延による

[0030]

950 which is austenite recrystallization temperature range in this invention The accumulation draft percentage in -1250 degree C temperature range performs the rolling which is 30 % or more, fully recrystallizes austenite, and micronizes a crystal grain.

A rolling draft is insufficient if an accumulation draft percentage is 30 % less, it cannot attain the miniaturization of enough austenite granules.

It is effective in the miniaturization of tissue formed by subsequent transformation to micronize an austenite granule beforehand.

It improves the toughness of the steel plate eventually obtained.

Furthermore, it contains Ti, tiN If it is the composition whose dispersion is possible, it will become much more advantageous to the miniaturization of an austenite granule.

[0031]

Subsequently, an accumulation draft percentage performs the hot rolling which is 30 % or more in this invention by the temperature range more than under 950 (degree C) Ar_3 transformation point which is austenite a non-recrystallized region.

By performing a rolling of 30 % or more of accumulation draft percentages in austenite a non-recrystallized region, it increases the area

歪エネルギーを蓄積させることができる。これにより、オーステナイト粒界およびオーステナイト粒内からのベイナイト変態を促進させる。オーステナイト未再結晶域での強加工と、オーステナイト再結晶域での強加工によるオーステナイト微細化との相乗効果により、生成するベイナイトはパケットサイズが小さいベイナイトとなる。これにより、良好な母材靱性が確保できる。

【0032】

なお、熱間圧延は A_{r3} 変態点以上の圧延終了温度で熱間圧延を終了する。熱間圧延の圧延終了温度が A_{r3} 変態点未満では、フェライトを圧延することになりセパレーションが発生し靱性が極端に低下する。

熱間圧延終了後、鋼板を冷却速度: $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で、好ましくは 400°C 以下まで冷却する。冷却速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、上記した成分範囲の鋼板では強度が低下し、所望の強度を確保できなくなる。このようなことから、 980MPa 以上の引張強さと高靱性、さらには優れた溶接性を兼ね備えるために、圧延終了後の冷却速度は $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。なお、冷却速度の上限はとくに規定しない。なお、強度確保

of an austenite crystal grain boundary geometrically.

And it can store up the strain energy by rolling. Thereby, it promotes the transformation to bainite out of an austenite grain boundary and an austenite granule.

The bainite to form turns into a bainite with small packet size according to a synergistic effect with the austenite miniaturization by high deformation in austenite a non-recrystallized region, and high deformation in an austenite recrystallization region.

Thereby, good base-material toughness is securable.

[0032]

In addition, a hot rolling completes a hot rolling at the rolling completion temperature more than an A_{r3} transformation point.

If the rolling completion temperature of a hot rolling is under an A_{r3} transformation point, a ferrite will be rolled, a separation occurs and toughness falls extremely.

It is more than cooling-rate: $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ about a steel plate after the hot-rolling completion, preferably it cools below to 400°C (degree C).

If a cooling rate is less than $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$, the strength falls in the steel plate of said component range, it becomes impossible to secure the desired strength.

Since it is such and the tensile strength of 980Mpa or more, and a high toughness and the further excellent weldability are combined, as for the cooling rate after the rolling completion, it is desirable to be referred to as s in $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ or more.

の観点から冷却停止温度は400℃以下とすることが好ましい。

In addition, it does not specify the upper limit in particular of a cooling rate.

In addition, as for the viewpoint of strength securing to cooling-shut-down temperature, it is desirable that below 400 (degree C) carries out.

[0033]**【実施例】**

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鑄造法で鋼素材(スラブ:板厚219～40mm)とした。これらスラブ(鋼素材)を、表2に示す加熱、圧延、冷却条件で、板厚15～35mmの厚鋼板とした。

得られた厚鋼板について、板厚1/4 tから引張試験片およびシャルピー衝撃試験片を採取し、引張特性および靱性を調査した。

[0033]**[EXAMPLES]**

It melts with a converter the molten steel of the composition shown in Table 1, it considered it as the steel raw material (slab: board thickness 219 -40 mm) by the continuous casting.

It made the these slab (steel raw material) into the thick steel plate with a board thickness of 15 - 35 mm on the heat shown in Table 2, a rolling, and cooling conditions.

About the obtained thick steel plate, it collects a tension test piece and a Charpy impact test specimen from board thickness 1/4 t, it investigated tractive characteristics and toughness.

[0034]

これらの鋼板について、微視組織、引張特性および靱性を調査した。

(1) 微視組織

各鋼板から試験片を採取し、圧延方向に直角な方向(C方向)断面の板厚1/2t位置について、光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡により組織を撮像し、画像解析装置を用いて、組織種類の同定、および組織分率を測定した。

[0034]

About these steel plates, it investigated microscopic tissue, tractive characteristics, and toughness.

(1) Microscopic tissue

It collects a test piece from each steel plate, about the board thickness 1/2t position of a direction (direction of C) cross section right-angled to a rolling direction, it picks up tissue with a light microscope or the scanning election microscope, it measured identification of a tissue kind, and a tissue fraction using the

image-analysis apparatus.

(2) 引張特性

各鋼板の板厚 $1/4$ t から C 方向に JIS 4 号引張試験片を採取し、JIS Z 2241 の規定に準拠して、引張試験を実施し、降伏応力 YS、引張強さ TS、伸び EI を測定し、降伏比 YR を算出した。

(3) 靱性

各鋼板の板厚 $1/4$ t から、JIS Z 2202 の規定に準拠して V ノッチ試験片を採取し、JIS Z 2242 の規定に準拠して、シャルピー衝撃試験を実施し、破面遷移温度 $vTrs$ を求めた。

(2) Tractive characteristics

It collects a JIS4 tension test piece in the direction of C from board thickness $1/4$ t of each steel plate, it is based on a normal of JISZ2241, it implements a tension test, it measures a yield stress YS, tensile-strength TS, and elongation EI, it computed the yield ratio YR.

(3) Toughness

Based on a normal of board thickness $1/4$ t of each steel plate to JISZ2202, it collects a V-notch test piece, it is based on a normal of JISZ2242, it implements a Charpy impact test, it required for fracture transition temperature $vTrs$.

【0035】

得られた結果を、表3に示す。

【0035】

The obtained result is shown in Table 3.

【0036】

【0036】

【表1】

[TABLE 1]

鋼 No	化 学 成 分																(m a s s %)				
	C	Si	Mn	P	S	Nb	B	Al	Cu	Ni	Cr	Ti	V	Mo	Ca	REM	Pcm				
A	0.020	0.42	2.80	0.01	0.0010	0.072	0.0030										0.19				
B	0.020	0.38	2.80	0.01	0.0020	0.055	0.0033										0.18				
C	0.020	0.38	2.90	0.01	0.0020	0.046	0.0041										0.20				
D	0.021	0.23	2.27	0.009	0.0015	0.040	0.0020	0.034	0.70	0.85	0.51	0.013		0.40			0.25				
E	0.018	0.26	2.21	0.010	0.0020	0.045	0.0019	0.039	0.56	0.97	0.51	0.011					0.22				
F	0.017	0.21	2.10	0.008	0.0016	0.042	0.0024		0.68	0.79	0.49	0.011		0.49			0.25				
G	0.020	0.29	2.21	0.010	0.0015	0.048	0.0018	0.032	0.67		0.51	0.005		0.48	0.002	0.006	0.24				
H	0.024	0.28	2.50	0.011	0.0017	0.047	0.0018	0.037	0.46		0.48	0.010		0.55			0.25				
I	0.016	0.24	2.11	0.011	0.0015	0.040	0.0019	0.032	0.63	0.77	0.51			0.46			0.24				
J	0.020	0.28	1.95	0.010	0.0017	0.049	0.0025	0.034	0.55	0.84	0.50	0.011			0.002		0.21				
K	0.019	0.26	2.11	0.011	0.0016	0.040	0.0021	0.039	0.52	0.65	0.53	0.011		0.44			0.24				
L	0.017	0.23	2.15	0.009	0.0017	0.036	0.0019	0.034	0.60	0.76	0.53	0.012				0.006	0.21				
M	0.015	0.28	1.80	0.011	0.0016	0.044	0.0023	0.033	0.25	1.22	0.48	0.013		0.49			0.22				
N	0.017	0.25	1.79	0.011	0.0017	0.042	0.0025	0.034	0.68	0.59	0.50		0.015	0.44			0.23				
O	0.015	0.25	1.89	0.011	0.0016	0.046	0.0020	0.033	0.65	0.64	0.50	0.012	0.040	0.43			0.23				
P	0.003	0.29	1.93	0.008	0.0017	0.043	0.0018	0.039	0.66	0.75	0.52	0.011		0.20			0.21				
Q	0.040	0.23	1.83	0.011	0.0018	0.049	0.0023	0.033	0.47	0.80	0.52	0.012		0.31		0.004	0.23				
R	0.020	0.23	1.30	0.010	0.0021	0.038	0.0019	0.037	0.46	0.55	0.50	0.013		0.49	0.005		0.19				
S	0.021	0.29	3.53	0.010	0.0017	0.049	0.0022	0.032	0.52	0.92	0.51	0.012		0.31			0.31				
T	0.017	0.28	2.01	0.010	0.0015	0.004	0.0022	0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38			0.24				
U	0.020	0.23	2.11	0.010	0.0015	0.105	0.0022	0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38			0.25				
V	0.019	0.25	2.12	0.010	0.0015	0.037		0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38			0.24				
W	0.020	0.28	1.98	0.010	0.0015	0.048	0.0100	0.035	0.67	0.99	0.47	0.012	0.040	0.38			0.28				

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 58$$

JP2004-84019-A



鋼 No: Steel No

化学成分: Chemical component

【0037】

[0037]

【表2】

[TABLE 2]

鋼板 No.	鋼No.	Ar ₃ 変態 点 (°C)	スラブ厚 (mm)	熱間圧延条件				圧延後冷却		板厚 (mm)
				加熱温度 (°C)	950 ~1250 °Cでの圧下 率 (%)	950 °C未満 Ar ₃ 変態点 での圧下率 (%)	圧延終 了温度 (°C)	平均冷却 速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	
1	A	694	107	1150	30	80	850	40.0	350	15
2	B	699	100	1150	68	50	800	41.0	370	16
3	C	687	94	1150	68	50	800	38.0	300	15
4	D	676	219	1150	68	50	800	18.0	400	35
5	E	676	100	1150	68	50	800	32.8	320	16
6	F	694	125	1150	68	60	800	35.5	330	16
7	G	729	100	1150	68	50	800	37.7	270	16
8	H	708	100	1150	68	50	800	35.0	350	16
9	I	695	100	1150	68	50	800	31.6	340	16
10	J	703	100	1150	68	50	800	37.0	25	16
11A	K	701	100	1150	68	50	800	31.5	250	16
11B			40	1150	<u>20</u>	50	800	29.5	270	16
11C			100	1150	76	33.3	800	28.8	360	16
11D			188	1150	68	50	800	20.0	330	30
11E			56	1150	68	<u>10</u>	800	33.2	310	16
11F			100	1150	68	50	800	<u>3.5</u>	220	16
12	L	693	100	1150	68	50	800	32.2	400	16
13	M	695	114	1150	30	80	800	34.3	210	16
14	N	728	100	1150	68	50	800	34.9	350	16
15	O	718	100	1150	68	50	800	34.1	330	16
16	<u>P</u>	711	100	1150	68	50	800	35.3	200	16
17	<u>Q</u>	708	100	1150	68	50	800	33.5	400	16
18	<u>R</u>	767	100	1150	68	50	800	36.7	350	16
19	<u>S</u>	581	100	1150	68	50	800	31.9	330	16
20	<u>T</u>	690	100	1150	68	50	800	35.8	280	16
21	<u>U</u>	682	100	1150	68	50	800	35.2	310	16
22	<u>V</u>	681	100	1150	68	50	800	36.0	390	16
23	<u>W</u>	691	100	1150	68	50	800	34.9	390	16

鋼板 No: Steel plate No

鋼 No: Steel No

Ar₃ 変態点: Ar₃ transformation point

スラブ厚: Slab thickness

熱間圧延条件: Hot rolling condition

加熱温度: Heating temperature

950～1250℃での圧下率: Accumulation draft percentage in 950-1250 degree C

950℃未満 Ar₃ 変態点での圧下率: Accumulation draft percentage in a under 950(degree C)-Ar₃ transformation point

圧延後冷却: Cooling after rolling

平均冷却速度: Average cooling rate

冷却停止温度: Cooling-shut-down temperature

板厚: Board thickness

【0038】

[0038]

【表3】

[TABLE 3]

鋼板 No.	鋼No.	組 織			引張特性					精 性	備 考
		ベイニティックフェライト		島状フェライト	Y S	T S	E l	Y R	v T r s		
		面積率 %	平均 サイズ μm	面積率 (%)							
1	A	100	14	0	898	1082	17	83.0	-30	本発明例	
2	B	100	12	0	838	985	20	85.0	-35	本発明例	
3	C	100	15	0	862	980	19	88.0	-30	本発明例	
4	D	100	10	0	883	1039	17	85.0	-55	本発明例	
5	E	100	12	0	948	1083	17	87.6	-40	本発明例	
6	F	100	15	0	940	1071	20	87.8	-35	本発明例	
7	G	100	14	0	893	1056	18	84.5	-45	本発明例	
8	H	99.5	14	0.5	903	1058	17	85.5	-45	本発明例	
9	I	100	12	0	927	1048	17	88.5	-30	本発明例	
10	J	100	10	0	943	1065	17	88.5	-50	本発明例	
11A	K	100	12	0	880	1020	17	86.2	-40	本発明例	
11B		100	25	0	874	1014	18	86.2	<u>20</u>	比較例	
11C		100	16	0	895	1012	17	88.4	-30	本発明例	
11D		100	14	0	867	980	17	88.4	-35	本発明例	
11E		100	30	0	907	1025	22	88.5	<u>35</u>	比較例	
11F		100	10	0	709	<u>828</u>	20	85.7	-60	比較例	
12	L	100	11	0	865	1017	16	85.0	-45	本発明例	
13	M	100	10	0	882	1009	17	85.4	-65	本発明例	
14	N	100	12	0	894	1008	18	88.9	-50	本発明例	
15	O	100	12	0	908	1042	17	87.2	-50	本発明例	
16	<u>P</u>	100	12	0	874	<u>768</u>	18	87.8	-55	比較例	
17	<u>Q</u>	97.5	15	0	1180	1340	17	88.0	<u>60</u>	比較例	
18	<u>R</u>	100	12	0	678	<u>790</u>	19	85.5	-60	比較例	
19	<u>S</u>	100	12	0	1106	1301	15	85.0	<u>20</u>	比較例	
20	<u>T</u>	100	12	0	728	<u>863</u>	22	84.3	-35	比較例	
21	<u>U</u>	100	10	0	1232	1418	15	86.9	<u>40</u>	比較例	
22	<u>V</u>	100	11	0	706	<u>831</u>	25	84.9	-100	比較例	
23	<u>W</u>	100	12	0	982	1159	17	84.7	<u>45</u>	比較例	

鋼板 No: Steel plate No

鋼 No: Steel No

組織: Tissue

ベイニティックフェライト: Bainitic ferrite

面積率: Area ratio

パケットサイズ: Packet size

島状マルテンサイト: Insular martensite

引張特性: Tractive characteristics

靱性: Toughness

備考: Remarks

本発明例: Example of this invention

比較例: Comparative example

【0039】

本発明例はいずれも、面積率で90%以上のベイニティックフェライト組織で、島状マルテンサイトの生成が抑制された組織を有し、980Mpa超えの引張強さと、-20℃以下のvTrsとを示し、高強度で高靱性を有する厚鋼板となっている。一方、本発明範囲から、C含有量が低くはずれる比較例(鋼板No. 16)は引張強さが98MPa 未満と強度が低く、一方、C含有量が本発明範囲から高く外れる比較例(鋼板No. 17)は、島状マルテンサイトが生成し、母材靱性が劣化している。また、Nb含有量が本発明範囲から低く外れる比較例(鋼板No. 20)は、引張強さが98MPa 未満と強度が不足し、一方、Nb含有量が本発明範囲から高く外れる比較例(鋼板No. 21)は、母材靱性が劣化している。BもNbと同様である。また、950℃以上での累積圧下率が30%未満である比較例(鋼板No. 11B)、950℃未満か

[0039]

Each example of this invention is 90 % or more bainitic-ferrite tissue in an area ratio, and it has the tissue where formation of an insular martensite was controlled, the tensile strength exceeding 980 Mpa and vTrs below -20 (degree C) are shown, it is highly strong and has become the thick steel plate which has a high toughness.

On the other hand, the tensile strength of Comparative Example (steel-plate No. 16) from which C content dislocates low from this invention range is 98 Mpa. The following and the strength are low and an insular martensite forms Comparative Example (steel-plate No. 17) from which C content dislocates highly from this invention range on the other hand, base-material toughness has degraded.

Moreover, the tensile strength of Comparative Example (steel-plate No. 20) from which Nb content dislocates low from this invention range is 98 Mpa. The strength runs short the following, as for Comparative Example (steel-plate No. 21) from which Nb content dislocates highly from this invention range on

ら Ar_3 変態点以上の温度域(未再結晶域)での累積圧下率が30%未満である比較例(鋼板No. 11E)では、 $vTrs$ が -20°C を超えとなり母材靱性が十分でない。また、冷却速度が $15^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満である比較例(鋼板No. 11F)では、引張強さが980MPa未満と強度低下が顕著となる。

the other hand, base-material toughness has degraded.

B is the same as that of Nb.

Moreover, by Comparative Example (steel-plate No. 11E) whose accumulation draft percentage in the temperature range more than an Ar_3 transformation point (non-recrystallized region) is 30 % less, $vTrs$ -20°C Exceeds from Comparative Example (steel-plate No. 11B) whose accumulation draft percentage more than 950°C is 30 % less, and under 950°C , and next door base-material toughness is not enough.

Moreover, strength reduction becomes remarkable in Comparative Example (steel-plate No. 11F) which a cooling rate is less than 15 degrees C/s (tensile strength is less than 980 Mpa).

【0040】

【発明の効果】

以上のように、本発明によれば、引張強さTS:980MPa超え級の高強度で、破面遷移温度 $vTrs$: -20°C 以下の高靱性を有する非調質厚鋼板が容易にかつ安定して製造でき、産業上格段の効果を奏する。

【0040】

[ADVANTAGE OF THE INVENTION]

As mentioned above, according to this invention, untempered thick steel plate with high strength which exceeds tensile-strength TS:980-Mpa and with high toughness which has a fracture-transition-temperature $vTrs$: -20°C or less can manufacture easily and with stability, and there is a particular effect on industry.

THOMSON SCIENTIFIC TERMS AND CONDITIONS

Thomson Scientific Ltd shall not in any circumstances be liable or responsible for the completeness or accuracy of any Thomson Scientific translation and will not be liable for any direct, indirect, consequential or economic loss or loss of profit resulting directly or indirectly from the use of any translation by any customer.

Thomson Scientific Ltd. is part of The Thomson Corporation

Please visit our website:

["www.THOMSONDERWENT.COM"](http://www.THOMSONDERWENT.COM) (English)

["www.thomsonscientific.jp"](http://www.thomsonscientific.jp) (Japanese)